

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-234239

(P2001-234239A)

(43) 公開日 平成13年8月28日 (2001.8.28)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームト <sup>*</sup> (参考)
C 2 1 D 8/00		C 2 1 D 8/00	B 4 E 0 0 2
B 2 1 B 1/16		B 2 1 B 1/16	B 4 K 0 3 2
3/00		3/00	D
C 2 1 D 8/06		C 2 1 D 8/06	A
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B
審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 4 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2000-49633(P2000-49633)

(22) 出願日 平成12年2月25日 (2000.2.25)

(71) 出願人 301023238

独立行政法人物質・材料研究機構

茨城県つくば市千現一丁目2番1号

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 林 透

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

(74) 代理人 100093230

弁理士 西澤 利夫

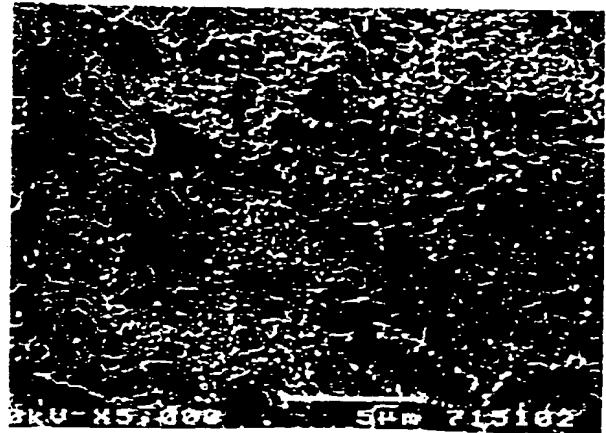
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 超微細粒フェライト組織鋼の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 フェライト粒径0.7  $\mu$ m以下の超微細粒フェライト組織鋼を容易に提供する。

【解決手段】 570℃以下のフェライトが再結晶しない温度領域で全50%以上の多パス圧延を行い、次いで最終の2パス以内でこれより高温でフェライトが動的再結晶する温度領域で圧延する。



## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 フェライトが再結晶しない温度領域で全 50% 以上の多パス圧延を行い、次いで 2 パス以内でフェライトが動的再結晶する温度領域で圧延する工程を含むことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法。

【請求項 2】 鋼を 900℃ 以上に加熱し、Ar 1 点より高温にて 30% 以上の多パス圧延を行い、次いで請求項 1 の圧延を行うことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法。

【請求項 3】 多パスの穴型圧延機を用いて、圧延中の試料断面形状が相似形以外の変形を伴う圧延を行うことを特徴とする請求項 1 または 2 の超微細粒フェライト組織鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この出願の発明は、鋼製品に関し、さらに詳しくは、高強度で、高靱性で、かつ溶接性にも優れた、結晶粒径 0.7 μm 以下で整粒のフェライト組織を主体とした鋼材の製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術とその解決課題】従来より、低炭素鋼においてフェライト結晶粒径の微細化を図ることが、鋼の強度を向上させ、かつ靱性を向上させる有力な手段であることが知られている。

【0003】そして、鋼の強度を 2 倍以上にするためには、フェライト結晶粒径 0.7 μm 以下にする必要があることも知られている。しかしながら、従来では、0.7 μm 以下の超微細粒子フェライト結晶粒バルク材を得

【0004】このような状況において、フェライトの粒径の微細化についての改善方法が案出されてきている。たとえば、日本金属学会誌、第 57 巻第 3 号 (1993) p. 254 に示されているような回転するポットの中に剛体球と原料鋼粉末を入れて粉末を強加工し、固化成形する、CAMP-ISTJ, Vol. 11 (1998) p. 1035 に示されているようなメカニカルミリング法、鋼を圧延して半分に切断し、これを重ねてさらに圧延することを繰り返す、繰り返し重ね接合圧延 (ARB) 法や、METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, Vol. 29 (1998) p. 2237 に示されているように L 字型の型の中を鋼を通過させて意図的に剪断歪みを導入し組織を微細化する ECAP 法等が提案されている。

【0005】しかしながら、これらの手法は鋼の製造に時間がかかることや、あるいは大量生産が困難であるなどの問題があり、工業的規模での利用が難しいという問題があった。

【0006】そこで、この出願の発明は、上記のとおり

さらには溶接性も良好な、鋼全体が 0.7 μm 以下の超微細フェライト粒からなる鋼材の新しい製造方法を提供することを課題としている。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】この出願の発明は、上記の課題を解決するものとして、第 1 には、フェライトが再結晶しない温度領域で全 50% 以上の多パス圧延を行い、次いで 2 パス以内でフェライトが動的再結晶する温度領域で圧延する工程を含むことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法を提供する。

【0008】また、この出願の発明は、第 2 には、微細な出発材料を得るための工程を追加し、先ず鋼を 900℃ 以上に加熱し、Ar 1 点より高温にて 30% 以上の多パス圧延を行い、その後前記した全 50% 以上の多パス圧延、及びこれに続く 2 パス以内の圧延を行うことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法を提供する。

【0009】さらに、この出願の発明は、第 3 には、穴型圧延機を用いて、圧延中の試料断面形状が相似形以外の変形を伴う圧延を行うことを特徴とする超微細粒フェライト組織鋼の製造方法を提供する。

## 【0010】

【発明の実施の形態】この出願の発明は上記のとおりの特徴を有するものであるが、以下にその実施の形態について説明する。

【0011】まず、この出願の第 1 の発明方法においては、鋼材をフェライトが再結晶しない温度領域で 50% 以上の多パス圧延を行う。次いでフェライトが動的再結晶する温度領域に加熱し、1 ないし 2 パスの圧延を行い、動的再結晶させる。これらの工程を含むことによって、鋼全体が 0.7 μm 以下の整粒である超微細粒フェライト組織からなる鋼材を製造する。

【0012】フェライトが再結晶しない温度領域で 50% 以上の多パス圧延を行うことの理由は、後工程での動的再結晶に必要な核の元を作り込んでおくためである。この段階でより多くの再結晶核の元を創製することにより最終的に得られるフェライト粒径はより微細なものになる。この多パス圧延の段階で再結晶を起こした場合には、得られるフェライト粒径は混粒になりやすい。

【0013】このため、前工程としての多パス圧延では、鋼材を 570℃ 以下のフェライトが再結晶しない温度領域で圧延することが欠かせない。より好ましい加熱温度の範囲は、500～570℃ である。そして、多パス圧延では 50% 以上の圧延とするが、より好ましくは 85% 以上である。

【0014】また、この出願の発明において、後工程として、フェライトが動的再結晶する温度領域に加熱し、1～2 パスの圧延を行って加工組織を動的再結晶させることの理由は、1～2 パスの圧延で動的再結晶させることで、前記の再結晶の核から一度に再結晶を起こさせ超

微細フェライト粒組織を創製するためである。

【0015】このとき、最終1～2パスを高温にする加熱はできるだけ迅速に行う必要がある。そのため、高周波誘導加熱などの加熱方法を採用してもよいし、あるいは、圧延加工にともなう加工発熱を用いることができるが、加工発熱による方法を採用し、最終1～2パスで加工発熱を利用するのが簡単で有効である。その理由は、最終1～2パスの実質減面率を他のパスに対して増加させることにより大きな加工発熱が起こり動的再結晶が可能になるからである。

【0016】なお、フェライトの動的再結晶温度は、成分、加工量、ひずみ速度によって異なるが、動的再結晶のための核があらかじめ用意されている状態では、たとえば550℃～A<sub>e</sub>の温度範囲が例示される。

【0017】後工程としての、フェライトの動的再結晶温度領域での圧延は1ないし2パスとするが、これは2パスを超える圧延では組織が混粒になりやすいからである。また1ないし2パスでの圧延の圧下率については特に限定されることはない。

【0018】そして、この出願の以上のとおりの第1の発明の方法において、対象とする出発鋼材の結晶粒径は、微細であれば微細であるほど良い。そこで、あらかじめ出発鋼材を900℃以上に加熱しオーステナイト化し、A<sub>r1</sub>点より高い温度範囲で30%以上の多パス圧延を行うことが有効である。A<sub>r1</sub>点以上で加工を行うことにより、その後の冷却中の変態を通じてより微細なフェライト組織が得られる。

【0019】30%未満の加工では、変態後の組織を微細化する効果はあまり大きくない。また、この出願の発明では、前記の圧延には穴型圧延を用いることもできる。この場合には特に、穴形状を工夫することで最終的に得られる棒材の組織をより軸等化することが可能となる。その際、多パス圧延の穴形状については、特に、四角形、三角形等の穴形状が異なるパスを順次通すか、あるいは、穴形状は相似形であっても試料を回転させて圧延機に挿入することで、圧延中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴うように圧延することにより、T断面だけでなく、L断面の組織も等軸化することが可能である。ここで「穴形状は相似形であっても、試料を回転させて圧延機に挿入することで、圧縮中の試料断面形状が相似変形以外の変形を伴う」と言うことの意味は、例えば、正方形の穴に正方形の断面をもつ試料を通すとき、穴の辺の中央と試料の角を合わせ通すと、試料の断面は圧延中に一旦、八角形となり最終的に正方形となる加工態様をいい、穴と試料の角を相互に合わせる場合に、試料は相似形のまま圧縮変形するが、このような場合は異なっている。また、ここで言う「T断面」とは棒の長手方向に対して垂直に切断した断面であり、「L断面」とは水平に切断した断面を言う。

【0020】この発明での圧延加工後の冷却は特に限定

されないが、例えば10℃/s以上の比較的速い冷却速度で冷却することがフェライト粒の粗大化を防止する観点から望ましい。

【0021】また、この出願の発明における鋼材の種類については、厳密な限定はないが、たとえばその組成(重量%)が以下のものを好適なものとして例示することができる。

【0022】C: 0.25以下

Si: 0.10～1.00

10 Mn: 0.50～2.00

P: 0.08以下

S: 0.010以下

N: 0.010以下

Al: 0.050以下

Fe: 残部

もちろん、原料や製造工程からの不可避的不純物の混入が許容されることは言うまでもない。

【0023】以下、実施例を示し、この出願の発明について、さらに詳しく説明する。

20 【0024】

【実施例】<実施例1>化学組成(重量%)がC/0.15、S/0.28、Mn/1.45、P/0.005、S/0.0004、Al/0.031、N/0.0016、Fe/残部であって、その形状が115φ×500mmの鋼材を900℃に1h加熱し、少なくとも加工開始前はオーステナイトである、オーステナイト域の700～750℃で9パス46%溝ロール圧延し、次いでフェライト域の570～600℃で20パス90%の溝ロール圧延し、その後、加工発熱で圧延温度が610℃となる2パスの強加工溝ロール圧延(減面率50%)を行い、その後水冷した。これによって、試料鋼材A1を得た。

30

【0025】最終の2パス直前または加工フェライト組織であったが、最終2パスで動的再結晶が起こり、超微細粒子フェライト結晶(粒径0.7μm以下)組織となった。得られた鋼材A1の硬さは240(Hv)であった。図1は、この組織を例示した電子顕微鏡写真である。

40

<実施例2>実施例1において、オーステナイト域での圧延を行わずに、フェライト域の570～550℃の温度で、20パス95%の溝ロール圧延し、その後620℃で、2パスの強加工溝ロール圧延(減面率60%)を行い、その後水冷した。試料鋼材A2を得た。

【0026】このもののフェライト粒径は0.7μm以下であり、その硬さは230(Hv)であった。

<比較例1>比較のために、実施例1において、最終2パス610℃溝ロール圧延(50%)に加えて、さらに2パス610℃溝ロール圧延(減面率32%)を行い、その後水冷し、試料鋼材Bを得た。

50

【0027】この鋼材Bのフェライト粒は、平均1.8

$\mu\text{m}$ であって、その組織は、図2に示されたものであった。また、鋼材Bの硬さは180 (Hv) であった。

【0028】

【発明の効果】以上詳しく説明したとおり、この出願の発明によれば、フェライト粒径0.7  $\mu\text{m}$ 以下の超微細粒子フェライト組織鋼を、温度制御された圧延によって容易に製造することができる。

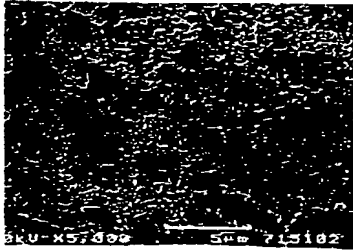
【図面の簡単な説明】

【図1】実施例1の鋼材A1の組織を例示した図面に代わる電子顕微鏡写真である。

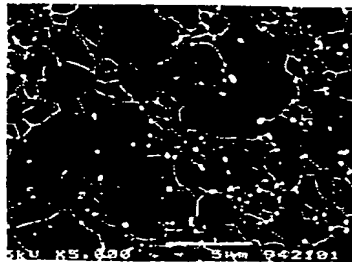
【図2】比較例1の鋼材Bの組織を例示した図面に代わる電子顕微鏡写真である。

【図3】比較例2の鋼材Cの組織を例示した図面に代わる電子顕微鏡写真である。

【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 7

識別記号

F I

ターム (参考)

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/06

(72) 発明者 鳥塚 史郎

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

(72) 発明者 長井 寿

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

(72) 発明者 津崎 兼彰

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 科学  
技術庁金属材料技術研究所内

F ターム (参考) 4E002 AA07 AC12 AC14 BB01 BB06

BC01 BC07 BD09 CA11 CB01

4K032 AA04 AA05 AA16 AA17 AA21

AA27 AA29 AA31 AA32 BA02

CA01 CA02 CA03 CB02 CC01

CC02 CD03

BEST AVAILABLE COPY

**D3:2001-234239**

**[Title of the invention]**

**MANUFACTURING METHOD OF ULTRA FINE FERRITE STRUCTURE STEEL**

**[Abstract]**

**[Purpose]** To easily provide an ultra fine ferrite structure steel with ferrite crystal grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller.

**[Constitution]** The manufacturing method involves multi-pass rolling in 50% or more total rolling process in a temperature range of 570°C or lower in which the ferrite is not recrystallized and then rolling in a temperature range higher than the former in which the ferrite is dynamically recrystallized in final two-pass or less rolling.

**What is claimed is:**

- 1. A manufacturing method of an ultra fine ferrite structure steel involving multi-pass rolling in 50% or more total rolling process in a temperature range wherein the ferrite is not recrystallized and then rolling in a temperature range wherein the ferrite is dynamically recrystallized in two-pass or less rolling.**
- 2. A manufacturing method of an ultra fine ferrite structure steel involving heating a steel to 900°C or higher, multi-pass rolling the heated steel at a temperature higher than  $A_{r1}$  point at 30% or higher, and then carrying out the rolling as described in claim 1.**
- 3. The manufacturing method of an ultra fine ferrite structure steel according to claim 1 or 2, wherein rolling accompanied with deformation of the cross section of a specimen being subjected to the rolling other than similar form deformation is carried out by using a grooved type multi-pass rolling mill.**

**[Detailed Description of the Invention]**

**[0001]**

**[Technical Field of the Invention]** The invention of this application relates to a steel

product, more particularly a manufacturing method of a steel with a high strength, a high toughness, and excellent weldability and having mainly a refined ferrite structure with a crystal grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller.

[0002]

[Background Art and its Problems to be Solved] Conventionally, it has been known well that to make the ferrite crystal grain size fine in a low carbon steel is effective to improve the strength and the toughness of a steel.

[0003] Further, it has been known also well that it is required to make the ferrite crystal grain size 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller in order to increase the strength of the steel two times or higher. However, it has conventionally been very difficult to obtain a ferrite crystal grain bulk material composed of ultra fine crystal grains with 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller size.

[0004] In view of the above-mentioned state, improvement methods for making the ferrite grain size fine have been proposed. For example, there are proposed the following methods: mechanical milling methods involving forcibly processing a powder by putting steel balls and a raw material steel powder in a rotating pot and solidifying and forming the resulting powder as described in J. Japan Inst. Metals, vol. 57, no. 3, p.254 (1993) and in CAMP-ISTJ, vol. 11, p. 1035 (1998); an accumulative roll bonding (ARB) method involving rolling a steel, cutting into halves; layering them; rolling the layered body; and repeating these steps; and ECAP method involving intentionally introducing shearing stress by passing a steel in an L-shape die and thereby making the structure fine as described in METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, vol. 29, p. 2237 (1998).

[0005] However, there are problems that these techniques take a long time to manufacture steels or they are difficult for mass production to make the techniques difficult to be adopted in industrial scale.

[0006] Accordingly, the aim of the invention of the application is to solve the above-mentioned problems of the conventional methods as described above and to provide

**an innovative manufacturing method of a steel material containing ultra fine ferrite grains with 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller size in the entire steel body and excellent in strength and toughness as well as weldability.**

**[0007]**

**[Means for Solving the Problems] The invention at first provides a manufacturing method of an ultra fine ferrite structure steel involving multi-pass rolling in 50% or more total rolling process in a temperature range wherein the ferrite is not recrystallized and then rolling in a temperature range wherein the ferrite is dynamically recrystallized in two-pass or less rolling, as means for solving the problems.**

**[0008] Further, the invention secondarily provides a manufacturing method of an ultra fine ferrite structure steel involving heating a steel to 900°C or higher, multi-pass rolling the heated steel at a temperature higher than Ar1 point at 30% or higher, and then carrying out the rolling in 50% or more total rolling process in a temperature range wherein the ferrite is not recrystallized and then rolling in a temperature range wherein the ferrite is dynamically recrystallized in final two-pass or less rolling.**

**[0009] The invention thirdly provides a manufacturing method of an ultra fine ferrite structure steel involving rolling accompanied with deformation of the cross section of a specimen being subjected to the rolling other than similar form deformation is carried out by using a grooved type multi-pass rolling mill.**

**[0010]**

**[Embodiments of the Invention] The invention has the above-mentioned characteristics and hereinafter embodiments of the invention will be described more in detail.**

**[0011] At first, in the first method of the invention, a steel material is multi-pass rolled in 50% or higher in a temperature range in which the ferrite is not recrystallized. Next, the steel material is heated to a temperature range in which the ferrite is dynamically recrystallized and rolled by one or two pass rolling to carry out dynamic recrystallization. Owing to the involvement of these steps, a steel material having ultra fine ferrite structure**

of refined ferrite with a grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller in the entire body can be obtained.

[0012] The reason for carrying out the multi-pass rolling in 50% or higher in a temperature range in which the ferrite is not recrystallized is for producing seeds of nuclei needed for dynamic recrystallization in the following step. Production of many seeds of the nuclei for recrystallization in this stage makes it possible to make the final ferrite grain size finer. In the case recrystallization is caused in this multi-pass rolling step, the obtained ferrite crystal grain size tends to be uneven.

[0013] Therefore, it is indispensable to carry out rolling in a temperature of 570°C or lower range in which the ferrite is not recrystallized in the multi-pass roll as a prior step. The heating temperature range is more preferably 500 to 570°C. The ratio of the multi-pass rolling is controlled to be 50% or higher and more preferably 85% or higher.

[0014] In the invention, as a posterior step, the reason for heating the processed structure to a temperature range in which the ferrite is dynamically recrystallized and rolling the steel material by one or two pass rolling to carry out dynamic recrystallization of the structure is for causing recrystallization using the above-mentioned recrystallization nuclei at once by one or two-pass rolling and thereby producing ultra fine ferrite crystal grain structure.

[0015] In this case, it is required to heat the steel material to a high temperature as quickly as possible for final one or two-pass rolling. Therefore, a heating method such as high frequency induction heating or the like may be employed or the processing heat generation caused in the rolling step can be used and the method of using processing heat may be used, and it is simple and efficient to use processing heat generation in the final one to two-pass rolling. The reason for that is because higher processing heat generation is caused by increasing the practical reduction ratio by the final one to two-pass rolling more than other pass-rolling and thus dynamic recrystallization can be carried out.

[0016] The dynamic recrystallization temperature of ferrite differs depending on the components, processing extent, and straining speed, in the state that the nuclei for



dynamic recrystallization are made ready, a preferable temperature range may be 550°C to Ae.

[0017] The rolling in the dynamic recrystallization temperature range of the ferrite is determined to be one or two-pass in the posterior step and it is because the structure tends to be composed of uneven crystal grains if the rolling is more than two-pass rolling. The reduction ratio of the one or two-pass rolling is not particularly limited.

[0018] In the method of the first invention as described above, it is more preferable as the crystal grain size of the starting steel material is finer. Therefore, it is effective to previously heat the starting steel material to 900°C or higher for austenitizing the structure and then carry out the multi-pass rolling at 30% or higher in a temperature range as high as Ar1 point or higher. Processing at Ar1 point or higher gives a fine ferrite structure by transformation during cooling carried out later.

[0019] In the case of processing at not more than 30%, the effect to make the structure fine after transformation is not so significant. In the invention, grooved type rolling may be employed for the above-mentioned rolling. Particularly in this case, the structure of a bar material to be obtained finally can be more equiaxed by improving the groove shape. At that time, is it made possible to make the structures of not only in an L-cross section but also in T-cross section equiaxed by carrying out rolling in a manner that the deformation other than similar deformation of the cross sectional shape of the specimen under rolling is caused by, for example, successively passing the steel material through passes with different grooves shapes such as rectangular and triangular shapes or inserting the specimen into a rolling mill while rotating the specimen in the case the groove shapes are similar. That "the deformation other than similar deformation of the cross sectional shape of the specimen under rolling is caused by inserting the specimen into a rolling mill while rotating the specimen in the case the groove shapes are similar" means, for example, the processing state that in the case a specimen having a square cross section is to be passed though a square groove, if the corners of the specimen are adjusted at the

centers of the respective sides of the groove, the cross section of the specimen once becomes octahedral during the rolling and finally becomes square and it is different from the case that if the corners of the specimen are adjusted at the respective corners of the groove, the specimen is compressively deformed with a shape similar to that before.

“T-cross section.” is a cross section formed by cutting a bar transversely to the longitudinal direction and “L-cross section.” is a cross section formed by cutting laterally.

[0020] Cooling after cold processing in the invention is not particularly limited, however cooling at a cooling speed as relatively high as 10°C/s or higher is desirable in terms of prevention of coarsening of ferrite grains.

[0021] With respect to the types of steel materials in the invention are not particularly limited and those having the following composition (% by weight) are preferable examples to be employed.

[0022] Steel materials containing

C 0.25 or less,

Si 0.10 to 1.00,

Mn 0.50 to 2.00,

P 0.08 or less,

S 0.010 or less,

N 0.010 or less,

Al 0.050 or less,

and balance Fe

and it is no need to say that the steel materials may contain inevitable impurities from the raw materials and manufacturing process.

[0023] Hereinafter, the invention will be readily made apparent along with Examples.

[0024]

[Examples] <Example 1> A steel material having a chemical composition containing

C/ 0.15, S/ 0.28, Mn 1.45, P/ 0.005, S/ 0.0004, Al/ 0.031, N/ 0.0016, and Fe/ balance, having a

size of  $115\phi \times 500$  mm, and containing austenite at least before processing was heated to  $900^{\circ}\text{C}$  for 1 hour; 9 pass-rolled by grooved rolls at 46% at  $700$  to  $750^{\circ}\text{C}$ , which is in the austenite range; 20 pass-rolled by grooved rolls at 90% at  $570$  to  $600^{\circ}\text{C}$ , which is the ferrite range; and thereafter, 2 pass rolled by forcible grooved rolls (cross section reduction ratio 50%) at  $610^{\circ}\text{C}$  rolling temperature by processing heat generation and then cooled with water. Accordingly a sample steel material A1 was obtained.

[0025] Although the structure was ferrite structure immediately before the final 2 pass rolling or during the processing, the dynamic recrystallization took place by the final 2 pass rolling to convert the structure to be an ultra fine ferrite structure of ferrite crystal grains (crystal grain size of  $0.7\ \mu\text{m}$  or smaller). The obtained steel material A1 had a hardness of 240 (Hv). Fig. 1 is an electron microscopic photograph showing the structure.

<Example 2> A sample steel material A2 was obtained in the same manner as Example 1, except that no rolling was carried out in the austenite range but 20 pass-rolling by grooved rolls at 95% at  $570$  to  $550^{\circ}\text{C}$ , which is the ferrite range; and thereafter, 2 pass rolling by forcible grooved rolls (cross section reduction ratio 60%) at  $620^{\circ}\text{C}$  rolling temperature and then water cooling was carried out.

[0026] The obtained steel material had a ferrite grain size of  $0.7\ \mu\text{m}$  or smaller and a hardness of 230 (Hv).

<Comparative Example 1> For comparison, sample steel material B was obtained in the same manner as Example 1, except that further 2 pass-rolling by grooved rolls at  $610^{\circ}\text{C}$  (cross section reduction ratio 32%) was carried out after the final 2 pass rolling by grooved rolls (50%) at  $610^{\circ}\text{C}$  and then water cooling was carried out.

[0027] The obtained steel material B had an average ferrite grain size of  $1.8\ \mu\text{m}$  and the structure was as shown in Fig. 2. The hardness of the steel material B was 180 (Hv).

[0028]

[Effects of the invention] As described in detail, according to the invention, a steel having

**an ultra fine ferrite structure of ferrite crystal grains with a crystal grain size of 0.7  $\mu\text{m}$  or smaller can easily be manufactured by rolling at controlled temperature.**

**[Brief description of the drawing]**

**[Fig. 1] An electron microscopic photograph showing the structure of the steel material A1 of Example 1.**

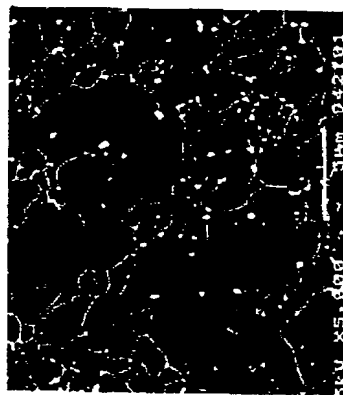
**[Fig. 2] An electron microscopic photograph showing the structure of the steel material B of Comparative Example 1.**

**[Fig. 3] An electron microscopic photograph showing the structure of the steel material C of Comparative Example 2.**

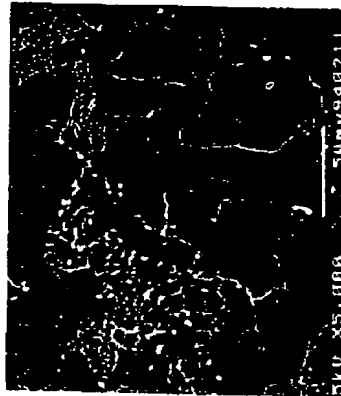
[Fig. 1]



[Fig. 2]



[Fig. 3]



BEST AVAILABLE COPY